

***К. Д. Вахонина, Н. Н. Озерец*, В. А. Шарапова, А. В. Левина,
Ю. А. Шестопалов, Т. Н. Алексеев, М. А. Павлов***

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина,
г. Екатеринбург

**ozerets@mail.ru*

ПРЕВРАЩЕНИЯ В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ РАЗЛИЧНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ПРИ НАГРЕВЕ

В работе изучено влияние легирования на структуру, механические и физические свойства аустенитных сталей, различающихся легированием кобальтом и алюминием. С помощью термического анализа определены температурные интервалы фазовых и структурных превращений в сталях, связанных с выделением интерметаллидной фазы NiAl и χ -фазы.

Ключевые слова: аустенит, легирование, упрочнение, механические свойства, термический анализ.

***K. D. Vakhonina, N. N. Ozerets, V. A. Sharapova, A. V. Levina,
Yu. A. Shestopalov, T. N. Alekseev, M. A. Pavlov***

THE TRANSFORMATIONS IN AUSTENITIC STEELS OF DIFFERENT DOPING BY HEATING

The effect of doping on the structure, mechanical and physical properties of austenitic steels with different doping of cobalt and aluminum is studied in this work. Temperature ranges of phase and structural transformations in steels determined by the method of thermal analysis, associated with the release of the intermetallic phase NiAl and χ -phase.

Keywords: austenite, alloying, hardening, mechanical properties, thermal analysis.

С точки зрения выбора оптимальных режимов термообработки представляет практический интерес формирование микроструктуры, фазового состава исследуемых коррозионностойких аустенитных сталей (табл. 1) при нагреве. Плавки 4 и 129 имеют приблизительно одинаковый состав, однако сталь плавки 129 промышленной вакуумно-индукционной выплавки и отличается чистотой по неметаллическим включениям и примесям. Для стали плавки 5 с пониженным содержанием кобальта характерно несколько меньшее количество двойников отжига в структуре и наличие в структуре χ -фазы и δ -феррита (по данным микрорентгеноспектрального анализа).

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей

Порядковый номер	Содержание элементов в мас. %								
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Co	Ti	Al
Плавка 129	0,02	0,12	0,07	14,2	11,4	2,2	4,5	0,4	0,83
Плавка 4	0,03	0,21	0,19	15,1	11,15	2,6	4,5	0,28	0,8
Плавка 5	0,03	0,3	0,08	15,7	10,52	2,7	0,7	0,36	0,98
Плавка 136	0,03	0,3	0,1	14,1	11,9	2,5	5,2	0,24	–

Несмотря на пониженное количество алюминия в составе стали удается попасть в структурный аустенитный класс стали, однако известно, что легирование алюминием подавляет образование нежелательных интерметаллидных фаз, в том числе и σ -фазы. Повышенное выделение σ -фазы следует ожидать в интервале температур 700–900 °С. Механические свойства закаленной от 1000 °С приведены в табл. 2. Сравнительный анализ механических свойств исследуемых сталей показал пониженную прочность и повышенную пластичность стали 136. Незначительные колебания механических свойств плавки 129, 4 и 5 обусловлены способом выплавки и колебаниями фазового состава.

Таблица 2

Механические свойства исследуемых сталей после закалки от 1000 °С

№ плавки	Фазовый состав, %		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
	α	γ				
129	–	100	245	540	63	83
4	–	100	330	592	55	76
5	~10	95–90	345	585	52	78
136	–	100	170	470	76	77

Микроструктура сталей после закалки от 1000 °С в воду – аустенитная с двойниками отжига и содержит большое количество мелких точечных выделений второй фазы, как правило, расположенных внутри зерен (рис. 1).

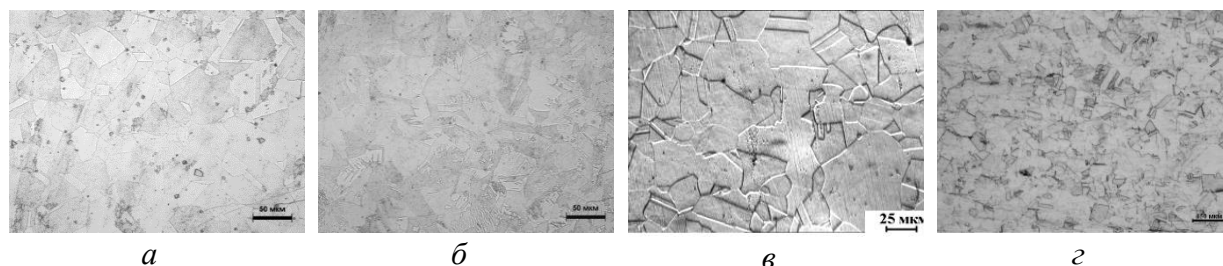


Рис. 1. Микроструктура закаленных от 1000 °С аустенитных сталей различного легирования: а – пл. 4, б – пл. 5, в – пл. 129, г – пл. 136

Исследование процессов, протекающих при непрерывном нагреве и охлаждении, проводили на образцах, закаленных от 1000 °С, а также закаленных и деформированных волочением.

Термический анализ проводили на приборе синхронного термического анализа *Netzsch STA 449 C Jupiter* с записью кривых дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК), основанной на разностном определении температурных интервалов фазовых и структурных превращений. Запись кривых ДСК проводили в интервале температур 20–1200 °С в проточной атмосфере аргона технической чистоты со скоростью нагрева 20 °/мин.

Из анализа кривых ДСК (рис. 2) видно, что в ходе нагрева последовательно идут несколько процессов, связанных с выделением фаз, что отвечает представлениям о стадийности распада пересыщенных твердых растворов, а также наблюдаются эффекты эндотермической реакции, связанные с обратным растворением ранее выделившихся интерметаллидных фаз.

Обнаруживаются три экзотермических эффекта: очень слабый в интервале температур 400–500 °С и два высокотемпературных пика в интервале 650–800 °С. Величина теплового эффекта во внимание не принимается в виду различающейся массы исследуемых образцов. Первый наиболее слабый экзотермический пик в районе температур 400–500 °С связан с выделением отвечающей за упрочнение, низкотемпературной интерметаллидной фазы NiAl ($\gamma \rightarrow \text{NiAl}$). Высокотемпературные пики в районе ~650–750 °С связаны с распадом δ -феррита ($\delta \rightarrow \chi + \gamma$) в стали пл. 5 и выделением интерметаллидной χ -фазы из γ -твердого раствора ~650–800 °С в сталях всех исследуемых плавок. В плавке 136 следует отметить различие в поведении высокотемпературного теплового эффекта, что требует дополнительных исследований данной стали в области повышенных температур.

Явно выраженный эндоэффект на кривых ДСК в районе 850–1000 °С, связан, по-видимому, с последующим растворением высокотемпературной χ -фазы, приводящим к образованию δ -феррита.

Анализ кривых ДСК нагрева закаленных и холоднодеформированных образцов (рис. 3) позволяет отметить появление значительных экзо- и эндоэффектов в области низких температур 350–650 °С, которые связаны с выделением интерметаллидной фазы из ОЦК-твердого раствора мартенсита деформации с последующим ее растворением ($\alpha \rightarrow \text{NiAl}$) и распадом γ -твердого раствора ($\gamma \rightarrow \text{NiAl}$).

Традиционно распад пересыщенных твердых растворов на основе ГЦК-фазы протекает при более высоких температурах, чем распад пересыщенных твердых растворов на основе ОЦК-фаз. Это достаточно

четко проявляется при сопоставлении кривых ДСК закаленных и холоднодеформированных образцов (рис. 2, 3).

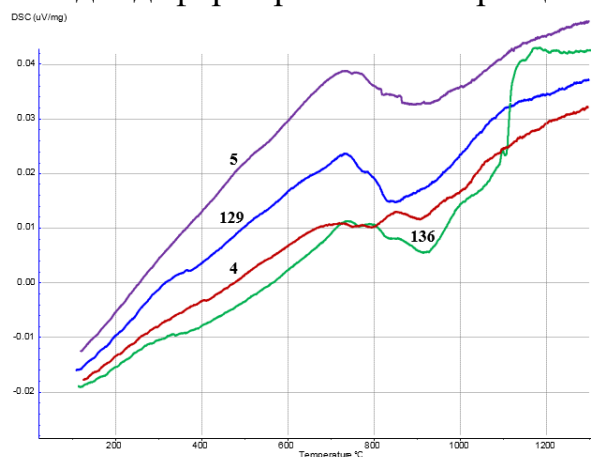


Рис. 2. Кривые ДСК закаленных от 1000 °С сталей при нагреве (цифры у кривых – номера плавков)

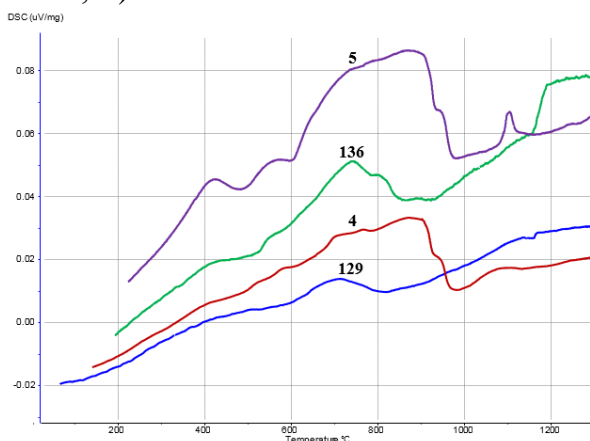


Рис. 3. Кривые ДСК закаленных и деформированных волочением сталей при нагреве (цифры у кривых – номера плавков)

Тепловой эффект при температурах выше 500 °С, а также данные по изменению кристаллической решетки α - и γ -фаз свидетельствуют об интенсивном протекании перераспределения легирующих элементов в сторону взаимного обмена аустенито- и ферритообразующими элементами между ОЦК- и ГЦК-фазами. Этот процесс должен привести к появлению свежего аустенита.

Размытый в интервале температур 700–1000 °С экзотермический эффект максимальной площади связан с наложением протекания $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения и, по-видимому, как отмечалось для закаленной стали, выделением χ -фазы в результате распада δ -феррита ($\delta \rightarrow \chi + \gamma$) и из γ -твердого раствора, с дальнейшим растворением выделившейся интерметаллидной фазы, очевидно, по реакции: $\chi \rightarrow \delta + \gamma$.

Обнаружено также наличие высокотемпературного пика в деформированной стали плавки 5, свидетельствующего о процессах образования высокотемпературного δ -феррита. Увеличение площади низкотемпературного экзоэффекта, по сравнению с закаленным состоянием, очевидно, связано с увеличением объемной доли выделяющихся интерметаллидных фаз в результате распада ОЦК-твердого раствора, появление которого обусловлено действием пластической деформации.

Работа выполнена при финансовой поддержке постановления № 211 Правительства Российской Федерации, контракт № 02.A03.21.0006 и НИР № 2014/236 на выполнение Госработ в сфере научной деятельности в рамках базовой части Госзадания № 2480 Минобрнауки РФ.